

(19) **DANMARK**



PATENTDIREKTORATET
KØBENHAVN

(12) **FREMLÆGGELSESSKRIFT**

(11) **154229 B**



(21) Patentansøgning nr.: 4730/80

(51) Int.Cl.⁴ **C 21 D 1/26**

(22) Indleveringsdag: 07 nov 1980

(41) Alm. tilgængelig: 10 maj 1981

(44) Fremlagt: 24 okt 1988

(86) International ansøgning nr.: -

(30) Prioritet: 09 nov 1979 US 93007

(71) Ansøger: *LASALLE STEEL COMPANY; P.O. Box 6800-A; Chicago, Illinois 60680, US

(72) Opfinder: Gerald W. *Wilks; US

(74) Fuldmægtig: Hofman-Bang & Boutard A/S

(54) **Fremgangsmåde til blødgødnings af stål**

(56) Fremdragne publikationer

SE freml. skrift nr. 396769

(57) Sammendrag:

4730-80

Man opvarmer hurtigt hypoeutektoidt stål til en temperatur over den øvre transformationstemperatur af stålet til dannelse af austenit og carbider under kontrolleret opvarmningshastighed, hvorpå man afkøler til bundfældning af de øvre transformationsprodukter. Det dannede, hærdede stål har forbedret duktilitet, bearbejdningsevne og sejhed.

DK 154229 B

Opfindelsen angår blødgldning af stål, især en fremgangsmåde til blødgldning af stålarter til forbedring af tildannelses- og maskinbearbejdningsegenskaberne af stålet.

Blødgldning er en kendt proces til behandling af stålarter, og den anvendes primært til at blødgøre stålet, således at det på økonomisk måde kan maskinbearbejdes eller tildannes til en del, der har den ønskede konfiguration. Sædvanligvis gennemføres blødgldningen ved at opvarme stålet i en ovn, der holdes ved den austenitiserende temperatur, og hvorfra stålet fjernes og afkøles på kontrolleret måde. Stålet opvarmes til en temperatur over den austenitiserende temperatur (nemlig A_3 temperaturen) og afkøles derpå, således at mikrostrukturen af stålet indeholder de såkaldte øvre transformationsprodukter, nemlig perlit, blokagtig ferrit, sfæroidale carbider og kombinationer deraf. De øvre transformationsprodukter adskiller sig fra de lige så godt kendte, lavere transformationsprodukter, nemlig bainit, nåleformet ferrit og martensit, fordi de øvre transformationsprodukter er blødere og mere duktile end de lavere transformationsprodukter. Når blødgldningen derfor skal forbedre maskinbearbejdigheden, er målet i forbindelse med blødgldningsprocessen at danne øvre transformationsprodukter således, at man i det væsentlige udelukker nedre transformationsprodukter.

Blødgldning gennemføres hyppigt på varmt valset stål, idet man gør brug af store blødgldningsovne. Alene den krævede størrelse af ovnene og de tilsvarende pladskrav og investeringer repræsenterer en betydelig ulempe for anvendelsen deraf. Som det er kendt af sagkyndige, er der adskillige andre ulemper, der er associeret med anvendelsen af sådanne blødgldningsovne. For det første er ovnopvarmningseffektiviteten generelt ret lav, med det resultat, at en forøgelse af brændstofomkostninger gør det ønskeligt at tilvejebringe et mere effektivt middel til at opvarme stålet. Hertil kommer, at ovnopvarmning finder sted ved udstrå-

ling, ledning og konvektion som mekanisme for varmeoverføringen, hvilket nødvendiggør lange cykler for at sikre, at en charge af stål i ovnen er blevet udsat for ensartet behandling i en given opvarmningscyklus. Sådanne lange
5 cykler er i sig selv ufordelagtige på grund af, at de forhøjede temperaturer, der anvendes, kræver anvendelsen af en kendt, ikke-oxiderende atmosfære (nemlig en beskyttende atmosfære eller vakuum), hvilket kræver, at der skal produceres yderligere energi.

10 Det er således ønskeligt at undgå anvendelsen af sådanne store hærdeovne under forudsætning af, at de fysiske egenskaber af det blødgjødte stål falder inden for acceptable grænser. Det har som anført i U.S. patentskrift nr. 3 980 411, 4 040 872 og 4 088 511 været foreslået at behandle stål-
15 arter under anvendelse af forskellige termiske cykler ved hjælp af elektrisk modstandsoptarmning. Disse teknikker har den fordel, at de tilvejebringer en meget hurtig optarmning af emner af stål med høje effektiviteter, inklusive ensartet optarmning over hele tværsnittet af emnet
20 af stål.

Man har anvendt elektrisk modstandsoptarmning i blødgjødningprocesser, som beskrevet i USA-patent nr. 3 855 013. I denne proces opvarmer man hurtigt ved elektrisk modstandsoptarmning et koldt bearbejdet stål til en temperatur over
25 A_1 temperaturen, hvorved det ferrit, der er til stede i stålet, konverteres til austenit. Det carbid, der er til stede, opløses ikke i det således dannede austenit, men forbliver som en separat fase. Stålet bliver derpå afkølet til stuetemperatur for at konvertere austenitten tilbage til ferrit, hvilket principielt resulterer i elimine-
30 ring af det kolde arbejde i stålet, hvilket efterlader carbiderne uændret.

Det har nu vist sig, at blødgjødning af stål kan modificeres på signifikant måde til tilvejebringelse af stål med for-

bedret duktilitet og sejhed, når opvarmingen til en temperatur over austenitiseringstemperaturen hurtigt gennemføres med en sådan hastighed, at det meste af carbiderne opløses i det således dannede austenit, mens der efterlades små partikler af carbid i uopløst form. De små carbidpartikler, der forbliver, foreligger i en mængde, der er tilstrækkelig til at tjene som kerner for væksten af øvre transformationsprodukter under afkøling, hvilket resulterer i en total acceleration af blødgødningsprocessen.

10 Det er derfor opfindelsens formål at tilvejebringe en forbedret fremgangsmåde til blødgødning af stål, hvorved et stål hurtigt opvarmes til en temperatur over A_3 temperaturen, således at små partikler af carbid forbliver i en uopløst tilstand, for at tjene som kerner for vækst af øvre transformationsprodukter til tilvejebringelse af blødgødet stål med høje niveauer af duktilitet og sejhed, og at tilvejebringe stål, der er blevet blødgødet til tilvejebringelse af høj duktilitet, tildannelsesevne og sejhed.

Man kender ganske vist fra SE fremlæggeskrift nr. 20 396 769 (svarende til US patentskrift nr. 3 855 013, også her kaldet Prohaszka) en fremgangsmåde til varmebehandling af koldbearbejdet stål, ved hvilken man opvarmer stålet i et sådant tidsrum og til sådanne temperaturer, med påfølgende afkøling, at ferrit bliver rekrySTALLiseret, og at i det væsentlige ingen carbider bliver opløst. Ved Prohaszka-processen dannes der således ingen austenit. Fremgangsmåden ifølge opfindelsen forløber i disse henseender så forskelligt fra Prohaszka-processen, som man kan forestille sig, idet der ved fremgangsmåden ifølge opfindelsen dannes austenit, og idet tillige i det væsentlige alle carbider opløses. 25 Hertil kommer, at Prohaszka-processen er specifikt rettet på en proces til behandling af koldbearbejdet stål, hvor man anvender varmebehandlingsprocessen til at fjerne de skadelige virkninger, der er indført i stålet på grund af

koldbearbejdningen. Fremgangsmåden ifølge opfindelsen kræver derimod ikke nødvendigvis anvendelsen af koldbearbejdet stål.

5 Fig. 1 er en graf af temperatur versus tid, hvilken graf repræsenterer opvarmningen og afkølingen af to stålprøvestykker for at vise temperaturafhængigheden af accelereret blødgldning i henhold til opfindelsen.

10 Fig. 2 er en graf af temperatur versus tid, repræsenterende opvarmningen og afkølingen af adskillige stålprøvestykker for at vise tidsafhængigheden af accelereret blødgldning i henhold til opfindelsen.

Fig. 3A er et mikrofotografi, der viser mikrostrukturen af 4142 stål før behandlingen ifølge opfindelsen (charge A).

15 Fig. 3B er et mikrofotografi, der viser mikrostrukturen af 4142 stål efter opvarmning til 768 °C efterfulgt af afkøling (charge A).

20 Fig. 3C er et mikrofotografi, der viser mikrostrukturen af 4142 stål efter opvarmning til 768°C og luftkøling (charge A).

Fig. 4 er en graf af mekaniske egenskaber (hårdhed og brudstyrke) versus austenitiseringsstemperatur af 8640 stål (charge B).

25 Fig. 5 er en skematisk illustration af et apparat, der anvendes til blødgldning i henhold til opfindelsen.

Fig. 6A er et mikrofotografi, der viser mikrostrukturen af 4140 stål før behandlingen i henhold til opfindelsen (charge C).

Fig. 6B er et mikrofotografi, der viser mikrostrukturen af 4140 stål efter ovnblødgldning (charge C).

Fig. 6C er et mikrofotografi, der viser mikrostrukturen af 4140 stål, der er blevet hærdet i henhold til fremgangsmåden ifølge opfindelsen (charge C).

Fig. 7 er en graf, der viser Charpy slagsejhed versus temperatur for 4140 stål, der er blevet ovnblødgldet og blødgldet ved fremgangsmåden ifølge opfindelsen (charge C).

Fig. 8 viser resultatet af prøvning for maskinbearbejdelse (i form af en afbildning af vækst af dele versus antallet af dele, der er fremstillet i tidens løb) af 4140 stål, der har været ovnblødgldet og blødgldet ved fremgangsmåden ifølge opfindelsen (charge C).

Fig. 9A er et mikrofotografi, der viser mikrostrukturen af 4140 stål før behandlingen i henhold til den foreliggende opfindelse (charge D).

Fig. 9B er et mikrofotografi, der viser mikrostrukturen af 4140 stål efter ovnblødgldning (charge D).

Fig. 9C er et mikrofotografi af 4140 stål, der er blødgldet ved fremgangsmåden ifølge opfindelsen (charge D).

Fig. 10 er en afbildning af Charpy slagsejhed versus temperatur for 4140 stål, der er blevet ovnblødgldet og blødgldet ved fremgangsmåden ifølge opfindelsen (charge D).

Fig. 11 er en afbildning (i form af tid versus hastighed, bestemt ved en modificeret Taylor-livsprøve) af 4140 stål, der er blevet ovnblødgldet og blødgldet ved fremgangsmåden ifølge opfindelsen (charge D).

Fig. 12A er et mikrofotografi, der viser mikrostrukturen af 8640 stål før behandling i overensstemmelse med den foreliggende opfindelse (charge B).

5 Fig. 12B er et mikrofotografi, der viser mikrostrukturen af 8640 stål, der er blevet ovnblødgødet (charge B).

Fig. 12C er et mikrofotografi, der viser mikrostrukturen af 8640 stål, der er blevet blødgødet i overensstemmelse med fremgangsmåden ifølge opfindelsen (charge B).

10 Fig. 13 er en graf af Charpy slagsejhed versus temperatur for 8640 stål, der er blevet ovnblødgødet og blødgødet ved fremgangsmåden ifølge opfindelsen (charge B).

Fig. 14A er et mikrofotografi, der viser mikrostrukturen af 6150 stål før behandlingen i henhold til fremgangsmåden ifølge opfindelsen (charge G).

15 Fig. 14B er et mikrofotografi, der viser mikrostrukturen af 6150 stål, der er blevet ovnblødgødet (charge G).

Fig. 14C er et mikrofotografi, der viser mikrostrukturen af 6150 stål, der er blevet blødgødet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen (charge G).

20 Fig. 15 er en graf af Charpy slagsejhed versus prøvetemperatur for 6150 stål, der er blevet blødgødet i en ovn, og 6150 stål, der er blevet blødgødet i overensstemmelse med fremgangsmåden ifølge opfindelsen (charge G).

25 Fig. 16A er et mikrofotografi, der viser mikrostrukturen af et 1144 stål før behandlingen i henhold til fremgangsmåden ifølge opfindelsen (charge H).

Fig. 16B er et mikrofotografi, der viser mikrostrukturen af det 1144 stål, der er vist på fig. 16A efter blødgød-

ning i en ovn (charge H).

Fig. 16C er et mikrofotografi, der viser mikrostrukturen af det 1144 stål, efter at det er blevet blødgjødning i henhold til fremgangsmåden ifølge opfindelsen (charge H).

- 5 Fig. 17A er et mikrofotografi, der viser mikrostrukturen af et 86L20 stål før behandlingen (charge I).

Fig. 17B er et mikrofotografi, der viser mikrostrukturen af det 86L20 stål fra fig. 17A, efter at det er blevet ovnblødgjødning (charge I).

- 10 Fig. 17C er et mikrofotografi, der viser mikrostrukturen af det 86L20 stål fra fig. 17A, efter at det er blevet ovnblødgjødning i henhold til fremgangsmåden ifølge opfindelsen (charge I).

- Princippet ved opfindelsen har relation til den opdagelse, at de høje niveauer af duktilitet og sejhed kan opnås med under-eutectoide stål ved blødgjødning, hvor stålet hurtigt opvarmes til en temperatur over den øvre transformationstemperatur til dannelse af austenit og tilbageholdte jerncarbider, idet opvarmningshastigheden er tilstrækkeligt stor, således at det meste af carbiderne opløses i austenitten, hvorved der efterlades små partikler af carbid, der sædvanligvis har sfæroid form, i uopløst tilstand. Efter denne opvarmning afkøles stålet med en sådan hastighed, at de små partikler af tilbageholdt carbid, der er uopløst i austenitten, tjener som kerner for væksten af øvre transformationsprodukter, især indeholdende perlit og blokformet ferrit samt fine sfæroider af jerncarbid. Det har vist sig, at carbider, der er dannet på denne måde ved afkøling, udmærker sig ved partikelstørrelser, der er meget finere end ved de partikler, der dannes under ovnblødgjødning, hvilket resulterer i, at den raffinerede mikrostruktur af det blødgjødning stål tilvejebringer forbedret duk-
- 15
- 20
- 25
- 30

tilitet, bearbejdningsevne og sejhed, når man sammenligner med stål, der har været udsat for ovnblødgldning.

5 Principperne i opfindelsen kan anvendes på behandlingen af undereutectoide stål med et carbonindhold, der er så højt som op til 0,7 vægtprocent, og som fortrinsvis indeholder mellem 0,1 og 0,7 vægtprocent carbon. Sådanne stål kan indeholde relativt små mængder af de sædvanlige legeringsgrundstoffer, såsom chrom, nikkel og mangan.

10 Det er alment vedtaget, at stål, der indeholder under 5 vægtprocent af sådanne legeringsgrundstoffer, på dette område benævnes et "lavtlegeret stål". Repræsentative undereutectoide stål, der kan anvendes i overensstemmelse med opfindelsen, er vist i den følgende tabel:

TABEL 1

Charge	Kvalitet	Stang- diameter, cm	C	MN	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Al	Andet
A	4142	2,700	0,41	0,93	0,01	0,04	0,27	0,17	0,98	0,15	0,03	
B	8640	2,697	0,41	1,03	0,01	0,04	0,28	0,46	0,59	0,18	0,04	
C	4140	2,697	0,41	0,92	0,01	0,02	0,26	0,18	0,98	0,20	0,04	
D	4140	2,858	0,42	0,96	0,01	0,02	0,29	0,20	1,09	0,18	0,03	
E	4140	2,697	0,43	0,82	0,01	0,01	0,27	0,01	0,98	0,20	0,04	
F	4142	2,54	0,44	0,78	0,01	0,01	0,32	0,04	0,94	0,17	0,05	
G	6150	2,697	0,50	0,80	0,01	0,02	0,28	0,17	0,93	0,06	0,01	V-O
H	1144	2,697	0,44	1,37	0,01	0,25	0,15	----	0,09	0,02	----	
I	86L20	3,493	0,20	0,86	0,01	0,03	0,25	0,43	0,53	0,15	0,03	Pb-0,16

Ved den foretrukne udførelsesform for opfindelsen foreligger stålet i form af et arbejdsstykke, der kan opvarmes separat, således at opvarmningsprocessen kan kontrolleres nøjagtigt. Til dette formål foretrækkes det hyppigt at
5 anvende arbejdsstykker i en form, der har et gentagende tværsnit, såsom stænger, stave, rør og lignende.

I henhold til den foretrukne udførelsesform bliver de individuelle arbejdsstykker hurtigt opvarmet ved direkte elektrisk modstandsoptørmning eller ved elektrisk induktions-
10 optørmning, fortrinsvis mens temperaturen af arbejdsstykket styres ved hjælp af et passende sensor-organ. Hurtigheden af opvarmningsprocessen bevirker, at den austenitiserende transformation skrider meget hurtigt frem, mens den muliggør den økonomiske behandling af store mængder af arbejdsstykker. Den mest foretrukne metode til hurtig optørmning ifølge opfindelsen er ved direkte elektrisk modstandsoptørmning. Denne teknik, der er beskrevet detaljeret af Jones et al. i US patentskrift nr. 3 908 431, involverer
15 en metode, hvorved en elektrisk strøm føres gennem arbejdsstykket af stål; den elektriske modstand af arbejdsstykket mod strømmingen af elektrisk strøm frembringer en optørmning af arbejdsstykket, der både er hurtig og ensartet gennem hele dets tværsnit.

Ved optørmning i henhold til teknikken fra Jones et al.
25 tilsluttes arbejdsstykket til en kilde for elektrisk strøm, hvorved tilslutningen foretages ved begge ender af arbejdsstykket, således at strømmen strømmer fuldstændigt gennem arbejdsstykket. På grund af den ensartede strømming af strømmen gennem arbejdsstykket stiger temperaturen af arbejdsstykket, der sædvanligvis foreligger i form af en
30 stang eller stav, ensartet, både aksialt og radialt. Både det indre og det ydre af arbejdsstykket bliver således opvarmet samtidigt uden indførmng af termiske spændinger. I en konventionel ovn bliver det ydre af ovnens charge i
35 modsætning dertil opvarmet meget hurtigere end det indre, med det resultat, at stålet i nærheden af den ydre del af

chargen bliver helt transformeret til austenit, mens det indre af chargen på det samme tidspunkt ikke nødvendigvis er omdannet til austenit. En sådan ovnteknik involverer således en betydelig ulempe, fordi det er vanskeligt, 5 hvis ikke umuligt, at kontrollere opvarmningshastigheden således, at man opnår austenitisk transformation sammen med opløsning af kun en del af carbiderne. Der foreligger med andre ord under opvarmning i en ovn en tendens til at opløse hele mængden af carbid, og som følge deraf foreligger 10 der ingen fine partikler af tilbageholdte carbider, der kan tjene som kerner til dannelse af de øvre transformationsprodukter ved afkøling.

Ved udøvelsen af opfindelsen opvarmer man arbejdsstykket af stål til en temperatur over A_3 eller den øvre transformationstemperatur med en meget stor hastighed, sædvanligvis 15 mellem 1 sekund og 10 minutter. Kontrol med opvarmningstrinnet kan gennemføres inden for relativt snævre grænser ved at gøre brug af den kendte endotermiske karakter af austenitisk transformation. Det er nu alment erkendt, at 20 temperaturen af arbejdsstykket ved begyndelsen af austenitisk transformation forbliver konstant, eller at den endog reduceres lidt i et tidsrum mellem nogle få sekunder og adskillige minutter, i nogen grad i afhængighed af opvarmningshastigheden. En typisk opvarmningskurve for det 25 austenitiserende trin, der anvendes ved udøvelsen af opfindelsen, er vist på tegningens fig. 1, der er en afbildning af temperatur versus tid for charge A af 4142 stål (kemien for denne særlige opvarmning er vist i tabel 1 i det foregående). Som det fremgår af denne figur, opvarmer 30 man hurtigt to arbejdsstykker af stål under 5 minutter til austenitiserende temperaturer på 767°C for prøve (1) og 843°C for prøve (2). Opvarmningskurven viser, at der finder carbidopløsning sted, når temperaturstigningen forbliver konstant, dvs. på det såkaldte varmeafbrydelsespunkt. 35 Man må drage omsorg for, at alle carbiderne ikke opløses i det således dannede austenit, når dette punkt er nået.

Det er et vigtigt aspekt ved opfindelsen, at der tilbageholdes tilstrækkelige mængder af carbid i uopløst tilstand, hvilke kan tjene som kerner for udfældning af de øvre transformationsprodukter ved afkøling af arbejdsstykket.

Opvarmning til den austenitiserende temperatur fortsættes således i kort tid over varmeafbrydelsepunktet. I dette tidsrum fuldføres austenitiseringen af det meste af strukturen, og den struktur, der foreligger ved punktet for maksimal temperatur, består i det væsentlige af austenit og uopløste carbidpartikler. Efter austenitiseringen lader man arbejdsstykkerne luftkøle med deres egen hastighed.

Som vist på fig. 1 udviser stålarterne en afkølingsafbrydelse (660°C for prøve (1) og 471°C for prøve (2)), ved hvilket punkt udfældning af transformationsprodukter begynder. Afkølingsafbrydelsepunktet bestemmes således ved den anvendte austenitiserende temperatur. I tilfælde af prøve (1) var den austenitiserende temperatur en sådan, at prøven afkølede til dannelse af øvre transformationsprodukter, mens prøve (2), der var austenitiseret ved den højere temperatur, afkølede til dannelse af lavere transformationsprodukter.

De fuldstændige data i forbindelse med dette fænomen er vist i den følgende tabel:

25

TABEL 2MEKANISKE EGENSKABER AF 4142-AUSTENITISEREDE OG LUFTKØLEDE PRØVESTYKKER

Prøvestykke	Hårdhed (Bhn)	Brud (Kg/cm ²)	Flydning (Kg/cm ²)	EL (%)	RA (%)
Netop modtaget stål	311	10757	5435	14,1	37,2
30 Austenitiseret ved 767°C (tid: 3 min.-36 sek.)	212	7762	4493	24,0	59,7
35 Austenitiseret ved 777°C (tid: 3 min.-58 sek.)	235	8936	4950	18,5	41,6

TABEL 2 (forts.)

	Prøvestykke	Hårdhed		Brud	Flydning	EL	RA
		(Bhn)	(Kg/cm ²)			(%)	(%)
5	Austenitiseret ved 804°C (tid: 4 min.-26 sek.)	266	9506	5224	17,9	40,2	
10	Austenitiseret ved 843°C (tid: 5 min.-2 sek.)	282	10357	6743	16,1	42,2	

Hårdheden er angivet som Brinell hårdhedstallet (Bhn), der er en dimensionsløs størrelse, og som måles i henhold til den målemetode, der er beskrevet i bogen Making, Shaping and Treating Steel, U.S. Steel Corp., 1964, side 1157-1159.

15 EL og RA betyder henholdsvis forlængelse og arealreduktion.

De pågældende data viser, at hårdheden af stålet forøgedes (ledsaget af et fald i duktilitet), efterhånden som den austenitiserende temperatur forøgedes.

20 De i det foregående angivne data viser, at accelereret blødgødningsproces ifølge opfindelsen afhænger af austenitiserings-temperaturen. Hvis temperaturen er for høj, opløses hele mængden af carbid, og som følge deraf foreligger der ingen kerner til at accelerere udfældningshastigheden af øvre transformationsprodukter.

25 Det har vist sig, at også tiden påvirker blødgødningsprocessen ifølge opfindelsen, idet længere tider resulterer i opløsning af alle de tilstedeværende carbidpartikler.

30 Denne effekt er vist på fig. 2, der er en anden afbildning af temperatur versus tid for en serie af prøver, der opbevares i varierende tidsrum før luftkøling (opvarmnings- og

afkølingsdelene af denne kurve er blevet skåret af ved 593°C , således at man kun har vist den temperatur, hvor der dannes øvre transformationsprodukter; hårdhedsværdierne for hver prøve er også vist på grafen).

- 5 Når det tidsrum, hvori de forskellige prøver holdes på den austenitiserende temperatur, forøges, reduceres afkølingsafbrydelsespunktet, som det fremgår af fig. 2; som resultat deraf foreligger der en tendens til, at der dannes lavere transformationsprodukter i stedet for de øvre transformationsprodukter, i henhold til udøvelsen af opfindelsen. Hårdhedsværdierne bliver således forøget, når austenitiseringstiden forøges. Efter 12 minutter ved austenitiseringstemperaturen foreligger der faktisk ingen afkølingsafbrydelse inden for det i fig. 2 viste temperatur-
- 10 interval, og de hårdeste, luftkølede prøvestykker bliver fremstillet.
- 15

- De i det foregående angivne prøver med 4142 prøvestykker viste, at det accelererede blødgødningsfænomen ifølge opfindelsen afhænger både af austenitiseringstemperaturen og austenitiseringstiden. For at vise, hvorledes det accelererede blødgødningsfænomen forekommer, undersøgte man mikrostrukturen af stålet før austenitisering, ved austenitiseringstemperaturen og efter luftkøling. Strukturen i den netop modtagne tilstand og strukturen i luftkølet tilstand
- 20 kunne undersøges under anvendelse af standardiserede metallografiske metoder. For at undersøge tilstanden af austenitten ved den austenitiserende temperatur anvendte man en klassisk metallurgisk køleteknik. Et prøvestykke fra charge A blev hurtigt opvarmet til 768°C og afkølet i under omrøring stående vand. De dele af strukturen, der var austenit før afkølingen, blev konverteret til martensit. Som følge deraf kunne den austenitiske struktur iagttages ved stuetemperatur under anvendelse af et ætsemiddel, der ikke ville afsløre martensitten.
- 25
- 30

Fig. 3A, 3B og 3C viser strukturen, som den er i den netop modtagne tilstand, den austenitiserede-afkølede struktur og den austenitiserede-luftkølede struktur af prøver fra charge A. Scanningelektronmikroskopet (SEM) blev anvendt til disse mikrofotografier på grund af disse strukturers fine natur.

Denne teknik afslørede klart strukturen af stålet før austenitisering, ved austenitiseringstemperaturen og efter luftkøling.

Det fremgår klart af disse mikrofotografier, at strukturen i den form, hvori den netop blev modtaget (før behandling), blev austenitiseret under den hurtige opvarmningscyklus, men nogle partikler af carbid forblev uopløst i austenitten. Da der allerede forelå kerner i den austenitiserede struktur, krævedes der ingen tid ved blødgldningstemperaturen til kernerdannelse for øvre transformationsprodukter. De tilbageholdte carbid-partikler begyndte simpelt hen at vokse, når temperaturen faldt under A_1 temperaturen, og slutteligt begyndte perlit at dannes ud fra carbid-kernerne. Som følge deraf blev den tid, der krævedes til at blødgldne stålet, forkortet betydeligt. Adskillige andre kvaliteter af stål blev undersøgt på lignende måde, og i hvert tilfælde viste det sig, at den austenitiserede struktur bestod af austenit med fine, sfæroidale carbider. Denne retention af carbidet i den austenitiserede struktur hidrørende fra hurtig opvarmning antages at være basis for det accelererede blødgldningsfænomen ifølge opfindelsen.

Retentionen af carbid i den austenitiserede struktur af stål har været bemærket i litteraturen. Med langsommere opvarmning er den carbidmængde, der tilbageholdes i den austenitiserede struktur, imidlertid ringe. Som følge deraf er der mindre sandsynlighed for, at et stål, der opvarmes langsomt til austenitiseringsstemperaturen, udviser det accelererede hårdefænomen. Sammenlignende prøver med austenitiseringsbehandlinger i ovn og hurtige austenitiseringsbehandlinger afslørede, at det accelererede blødgødningsfænomen ikke forekom ved ovnbehandlinger.

Ved en af disse prøver austenitiserede man stænger af 8640 fra charge B ved forskellige temperaturer i en ovn, og man lod dem luftkøle. Derpå austenitiserede man et andet sæt af stænger fra denne samme charge med elektrisk modstandsopvarmning, og man lod dette luftkøle. De mekaniske egenskaber, der resulterede af denne behandling, er vist på fig. 4. Alle de ovnbehandlede prøvestykker afkølede til en relativt høj hårdhed. Imidlertid viser de hurtigt opvarmede prøvestykker en betydelig overgang mellem hårde og bløde, luftkølede prøvestykker. Tabel 3 viser de mekaniske egenskaber af et sæt af prøvestykker fra denne prøve. Det i en ovn austenitiserede prøvestykke havde mekaniske egenskaber, der meget lignede de mekaniske egenskaber af prøvestykkerne af stål i den netop modtagne tilstand, mens det hurtigt austenitiserede prøvestykke var betydeligt blødere. Det fremgår klart af disse data, at 8640 responderede på den hurtige austenitisering på samme måde, som 4142 havde responderet. Det accelererede blødgødningsfænomen træder tydeligere frem i 8640, fordi dette stål har lavere hærdelighed end 4142.

TABEL 3MEKANISKE EGENSKABER AF 8640-AUSTENITISEREDE OG LUFTKØLEDE PRØVESTYKKER

	Prøvestykke	Hårdhed	Brud	Flydning	EL	RA
		(Bhn)	(Kg/cm ²)	(Kg/cm ²)	(%)	(%)
	8640 som modtaget	256	9330	6630	15,1	39,1
5	Ovnaustenitiseret ved 816°C, luftkølet (tid: 1 time)	254	9288	6764	15,5	47,0
	Hurtigt austenitiseret ved 816°C, luftkølet (tid: 4 min.)	205	7811	4999	20,0	50,8
10	Disse forsøg viser, at det accelererede blødgldningsfænomen er følsomt over for austenitiseringsstemperatur, fordi de prøvestykker, der meget hurtigt austenitiserede over 843°C, ikke blev selv-blødgldende. Disse forsøg viser også, at det accelererede blødgldningsfænomen også afhænger af austenitiserings-					
15	fordi ingen af de i ovne austenitiserede prøvestykker blev blødgldet under luftkøling, uafhængigt af austenitiserings-					
	temperaturer. Ovnbehandlinger er simpelt hen for langsomme til at tillade, at det accelererede fænomen forekom-					
20	mer. Den relativt lange tid ved austenitiseringsstemperaturen tillader, at det tilbageholdte carbid bliver opløst eller reduceret i størrelse til det punkt, hvor der ikke er tilstrækkeligt carbid tilbage til, at det kan fungere effektivt som kerner for carbidvækst under afkøling.					

I henhold til en variation ved opfindelsens udøvelse er det undertiden ønskværdigt at sikre ensartethed af afkølingshastigheder, når store charger af arbejdsstykker behandles. Hvis man f.eks. simpelt hen opvarmede stålstænger og opstablede dem i en reol til afkøling, kunne den første stang afkøles med en langt større hastighed end den sidste, og som følge deraf kunne der udvikles en mangel på ensartethed inden for en charge af stål, der er oparbejdet på samme gang. For derfor at undgå mangel på ensartethed fra charge til charge kan man gøre brug af en isoleret kølekø af den art, der er illustreret på tegningens fig. 5. Når man gør brug af denne type udstyr, er det muligt at føre stænger gennem køen med en opholdstid på f.eks. 10 minutter. Man behøver ikke at bruge nogen ekstern varmekilde i udstyr af denne type, og som følge heraf bliver der ikke brugt nogen energi. Forsøg, hvad angår ensartethed af mekaniske egenskaber, har vist, at de isolerede kølekøer er effektive.

Efter at de principielle aspekter ved opfindelsen er beskrevet, skal der nu henvises til de følgende eksempler, der er tilvejebragt af illustrerende årsager og ikke af hensyn til begrænsning, i forbindelse med udøvelse af opfindelsen ved blødgldning af stålstænger med en længde på 2,1 m. I hvert eksempel undersøgte man stålet i tre tilstande, nemlig i den netop modtagne tilstand eller før enhver behandling, efter ovnblødgldning, og efter blødgldning ved hjælp af fremgangsmåden ifølge opfindelsen, idet man gjorde sammenligninger mellem det ovnblødgldede stål og stål, der er blødgldet ifølge opfindelsen.

EKSEMPEL 1

Dette eksempel illustrerer blødgldningen af et 4140 stål fra charge C, som vist i tabel 1.

5 Tyve stænger af 4140 fra charge C blev ovnblødgldet under anvendelse af en ovn med valsearne. Ovnens austenitiseringsstemperatur var 843°C, og blødgldningscyklus var totalt 16 timer lang.

10 Tyve stænger fra den samme charge blev også blødgldet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen. Austenitiseringsstemperaturen var 788°C, og hver stang blev austenitiseret i 33 sekunder. Den totale blødgldningstid for alle tyve stænger var under 1 time.

15 Begge charger af stål blev renset, koldtrukket og strakt efter blødgldning. Derpå blev de to charger undersøgt i udstrakt grad, og det stål, der resterede efter undersøgelse, blev anvendt til en maskinbearbejdningsprøve. Tabel 4 viser de mekaniske egenskaber af det stål, der er anvendt i disse prøver. De mekaniske egenskaber af stålet i den netop modtagne tilstand og af stålet, når det netop er blødgldet, er vist af sammenligningsgrunde.

20 Det stål, der er blødgldet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen, har en bedre kombination af egenskaber end det ovnblødgldede stål. Hårdheden af det stål, der er blødgldet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen, er lidt højere, men de betydende forskelle mellem
25 de to produkter er den forbedrede duktilitet af det stål, der er blødgldet ved fremgangsmåden ifølge opfindelsen. Forlængelsen var 13,3 % for det ovnblødgldede stål efter fuld-
stændig behandling, og forlængelsen for det stål, der var blødgldet under anvendelse af denne fremgangsmåde, var 17,0 %.
30 Dette er en forbedring på 28 %. Arealreduktionen for det ovnblødgldede stål var 39,0 %, og arealreduktionen for det stål, der var blødgldet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen, var 59,3 %. Dette er en forbedring på

52 %. Forlængelsen og arealreduktionen er basis for bedømmelse af duktiliteten af en stålart, og disse forbedringer i forhold til det ovnblødgødede stål viser en dramatisk forbedring, hvad angår duktilitet og forarbejdelse.

TABEL 4

MEKANISKE EGENSKABER AF 4140 - CHARGE C

Prøvestykke	Hårdhed (Bhn)	Brud (Kg/cm ²)	Flydning (Kg/cm ²)	EL (%)	RA (%)
10 4140 som modtaget	315	10617	8472	13,0	39,4
Ovnblødgødet	197	7010	3276	21,5	40,8
Blødgødet ved den foreliggende proces	217	7596	4127	23,5	60,9
15 Ovnblødgødet og koldtrukket	226	7840	5709	13,3	39,0
Blødgødet i henhold til den foreliggende fremgangsmåde og koldtrukket	238	8395	6602	17,0	59,3

20 Grunden til den forbedrede duktilitet af det produkt, der er blødgødet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen, fremgår tydeligt af mikrostrukturen af disse stålprøver. Fig. 6A, 6B og 6C viser mikrostrukturene af prøver fra denne opvarmning af 4140 i tre tilstande: i den

25 netop modtagne tilstand, ovnblødgødet og blødgødet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen. Strukturen i den netop modtagne tilstand består af lavere transformationsprodukter: øvre bainit og nåleformet ferrit. Det stål, der er blødgødet ved den foreliggende fremgangsmåde, har en

30 struktur, der i det væsentlige består af ferrit, perlit og fine carbid-sfæroider. Ferrit-arealerne er ikke skarpt afgrænsende, og ferritten indeholder sfæroidale carbider. Desuden er kornstørrelsen finere for det stål, der er hærket ved hjælp af den foreliggende fremgangsmåde. Det er

den fine natur af denne struktur, der meddeler stålet dets forbedrede duktilitet og bearbejdelighed i forhold til den grove struktur af det ovnblødgødede materiale.

Den fine mikrostruktur giver også det blødgødede produkt
5 forbedret sejhed. Fig. 7 viser Charpy slagsejhedskurverne
for stænger taget fra de to charger af blødgødede stål.
Det stål, der er blødgødet ved fremgangsmåden ifølge op-
findelsen, har en lavere overgangstemperatur og en øvre op-
bevaringsenergi, der er næsten tre gange så stor som opbe-
10 varingsenergien af det ovnblødgødede stål. Forbedret sejhed
er værdifuld for anvendelser, hvor delen bliver maskin-
bearbejdet eller formet, og derpå kun overfladeblødgødet.
I sådanne anvendelser ville forbedret kernesejhed give delen
højere resistens over for brud.

15 For at påvise, at den forbedrede sejhed og duktilitet af
stål, der er blødgødet ved fremgangsmåden ifølge opfindel-
sen, ikke på skadelig måde påvirker maskinbearbejdeligheden
deraf, i sammenligning med maskinbearbejdeligheden af ovn-
blødgødet stål, gennemførte man en omfattende maskinbear-
20 bejdningssprøve. Man udvalgte skruemaskinprøven, fordi den
prøver maskinbearbejdeligheden af stålet med adskillige for-
skellige typer af redskaber. Fig. 8 viser resultaterne af
prøvning af maskinbearbejdelighed af to blødgødede charger
af 4140 fra charge C. I denne type af prøve måler og afbil-
25 der man vækst af delen mod tiden eller antallet af dele,
som er produceret. Stål, der maskinbearbejdes godt, har
kurver for vækst af delene, der er relativt flade og i nær-
heden af tidsaksen. Stål, der har ringe maskinbearbejdelig-
hed, har kurver, der har stejle hældninger. Kurverne angå-
30 ende vækst af delen, som vist på fig. 8, viser, at de to
blødgødede stål havde omtrent den samme maskinbearbejdelig-
hed. Det stål, der blev blødgødet ved fremgangsmåden ifølge
opfindelsen, var lidt bedre end det ovnblødgødede stål,
men forskellen betragtes ikke som værende signifikant.

EKSEMPEL 2

Dette eksempel illustrerer blødgldningen af et 4140 stål fra charge D.

- Tyve stænger fra charge D blev ovnblødgldet under anvendelse af en 16 timers cyklus med en austenitiseringstemperatur af 843°C. Derpå blev tyve yderligere stænger fra den samme charge blødgldet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen. Med henblik på denne behandling blev hver stang austenitiseret ved 816°C i cirka 36 sekunder, og hele chargen blev blødgldet i under 1 time.
- 10 Begge charger blev derpå befriet for flager, koldtrukket og rettet. Man gennemførte en udstrakt prøvning på hver charge, og det stål, der blev tilbage efter denne prøvning, blev anvendt til prøver for maskinbearbejdelighed. De mekaniske egenskaber af stålet, i den netop modtagne tilstand,
- 15 det ovnblødgldede stål og det stål, der var blødgldet ved hjælp af fremgangsmåden ifølge opfindelsen, er vist i tabel 5. Også her viser det sig, at det stål, der er blødgldet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen, havde større duktilitet og var lidt hårdere end det ovnblødgldede stål. Fig. 9A, 9B og 9C viser mikrostrukturen af denne charge af stål i tre tilstande: som modtaget, ovnblødgldet og blødgldet ifølge opfindelsen. Som før har det stål, der er blødgldet ifølge opfindelsen, en mikrostruktur, der er meget finere end mikrostrukturen af det ovnblødgldede stål.
- 20
- 25

TABEL 5MEKANISKE EGENSKABER AF 4140 - CHARGE D

Prøvestykke	Hårdhed (BHN)	Brudstyrke (Kg/cm ²)	Flydestyrke (Kg/cm ²)	EL (%)	RA (%)
30 4140 som modtaget	311	10645	7706	13,3	41,9
Ovnblødgldet og koldtrukket	231	8374	7193	12,1	42,8
Blødgldet i henhold til den foreliggende fremgangsmåde og koldtrukket	241	8958	7446	13,8	53,1

Fig. 10 viser Charpy slagsejhedskurverne for det ovnblødg-lødede stål og stålet blødg-lødet ved den foreliggende fremgangsmåde. Overlegenheden af stålet blødg-lødet ved den foreliggende fremgangsmåde er igen indlysende. Overgangstemperaturen er lavere, og den øvre opbevaringsenergi er højere for det stål, der er blødg-lødet ved den foreliggende proces.

Man gennemførte maskinbearbejdélighedsprøver af de to blødg-lødede charger af stål under anvendelse af en modificeret livsprøve af Taylor-typen. I denne type maskinbearbejdélighedsprøve drejer man stangen ved forskellige hastigheder, og man tilfører materiale, indtil det maskinbearbejdende værktøj svigter. Derpå afbilder man de datapunkter, der repræsenterer tiden til svigtende funktion, ved forskellige hastigheder på dobbelt logaritmepapir. Resultatet er en ret linie, der repræsenterer forholdet mellem maskinbearbejdningshastighed og tid, til værktøjet udviser svigtende funktion. Fig. 11 viser resultaterne af denne type af maskinbearbejdélighedsprøve på de to hærdede charger, der er fremstillet ud fra charge D. De to linier skærer hinanden, hvilket viser, at der er nogen forskel mellem den måde, på hvilken disse to blødg-lødede stålarter maskinbearbejdes. Imidlertid er det stål, der er blødg-lødet ved hjælp af opfindelsen, lidt bedre ved de lavere maskinbearbejdningshastigheder, hvor legeringsstål sædvanligvis er maskinbearbejdet. Selv om det stål, der var blødg-lødet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen, var hårdere, sejere og mere duktilt, blev det også i dette tilfælde bedre maskinbearbejdet end det ovnblødg-lødede stål. Disse forskelle hvad angår duktilitet, sejhed og maskinbearbejdélighed, er, taget som helhed, en betydelig forbedring af dette ståls mekaniske egenskaber.

EKSEMPEL 3

Ti stænger af 4140 stål fra charge E blev ovnblødg-lødet under anvendelse af en 16 timers cyklus med en austenitiseringstemperatur af 843°C. Derpå blev ti stænger fra den samme charge blødg-lødet ved hjælp af den foreliggende fremgangsmåde

under anvendelse af en austenitiseringsstemperatur af 788°C. Stængerne blev hver for sig austenitiseret i 35 sekunder, og hele blødgødningscyklus var 45 minutter lang. Tabel 6 viser resultaterne af denne behandling. De prøvestykker, der er fremstillet ved denne prøve, var ikke koldtrukket efter blødgødningscyklus. Denne charge responderede på blødgødningscyklus under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen næsten nøjagtigt på samme måde, som de andre charger responderede. Den overlegne duktilitet af det stål, der var blødgødet ved fremgangsmåden ifølge opfindelsen, fremgår af de i tabel 6 angivne data.

TABEL 6MEKANISKE EGENSKABER AF 4140 - CHARGE E

	Prøvestykke	Hårdhed	Brudstyrke	Flydestyrke	EL	RA
		(Bhn)	(Kg/cm ²)	(Kg/cm ²)	(%)	(%)
15	4140 som modtaget	269	9955	6975	15,7	50,2
	Ovnblødgødet stål	186	7291	3487	19,7	42,6
	Blødgødet i henhold til fremgangsmåden ifølge opfindelsen	194	7347	6827	24,6	60,5

EKSEMPEL 4

Femten stænger af 4142 fra charge F blev blødgødet under anvendelse af en ovn. Austenitiseringsstemperaturen for ovnbehandling var 843°C, og cyklus var 16 timer lang. Derpå blødgødte man 15 flere stænger fra den samme charge under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen. Man anvendte en austenitiseringsstemperatur på 788°C, og hver stang blev austenitiseret i 60 sekunder. Hele cyklus var under 1 time lang. Tabel 7 viser de mekaniske egenskaber af stålet i tre tilstande: som modtaget, ovnblødgødet og blødgødet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen. Også i dette tilfælde havde det stål, der var blødgødet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen, overlegen

duktilitet i sammenligning med duktiliteten af det ovn-blødgldede stål.

TABEL 7

MEKANISKE EGENSKABER AF 4142 - CHARGE F

5	Prøvestykke	Hårdhed	Brudstyrke	Flydestyrke	EL	RA
		(Bhn)	(Kg/cm ²)	(Kg/cm ²)	(%)	(%)
	4142 som modtaget	268	9914	6968	15,5	46,5
	Ovnblødgldet stål	194	7158	3537	20,8	46,6
10	Blødgldet i henhold til fremgangsmåden ifølge opfindelsen	196	7193	4655	25,0	68,3

EKSEMPEL 5

Ti stænger af 8640 fra charge B blev blødgldet under anvendelse af ovnen med valsearne. Ovnens austenitiserings-temperatur var 843°C, og ovncyklus var totalt 16 timer. Derpå blev ti stænger fra den samme charge blødgldet under anvendelse af den foreliggende fremgangsmåde. Austenitiseringsstemperaturen var 788°C, og hver stang blev austenitiseret i 35 sekunder. Den totale blødgldningscyklus under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen var ca. 30 minutter. Tabel 8 viser de mekaniske egenskaber af stålet under tre betingelser: som modtaget, ovnblødgldet og blødgldet under anvendelse af den foreliggende fremgangsmåde. Også i dette tilfælde havde det stål, der var blødgldet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen, betydeligt bedre duktilitet end det ovnblødgldede stål.

TABEL 8MEKANISKE EGENSKABER AF 8640 - CHARGE B

	Prøvestykke	Hårdhed (Bhn)	Brudstyrke (Kg/cm ²)	Flydestyrke (Kg/cm ²)	EL (%)	RA (%)
5	8640 som modtaget	258	9288	7228	16,7	46,9
	Ovnblødgødet stål	176	6890	3466	22,8	47,0
	Blødgødet i henhold til fremgangsmåden ifølge opfindelsen	180	6954	4247	28,1	64,6

10 Mikrostrukturerne af det netop modtagne stål, det ovnblødgødede stål og det stål, der var blødgødet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen, er vist på fig. 12A, 12B og 12C. Det stål, der er blødgødet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen, havde en mere sfæroidal struktur end det ovnblødgødede stål, og det var noget finere. Denne forskel i mikrostruktur er af lignende art som den, der blev iagttaget ved 4140 prøven. Man undersøgte også 8640 for sejhed under anvendelse af Charpy slagsejhedsprøven. Resultaterne af slagsejhedsprøvningen af de

15 to blødgødede charger er vist på fig. 13. Også i dette tilfælde havde det stål, der var blødgødet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen, langt den bedste sejhed (det bør bemærkes, at det blødgødede 8640 ikke var koldtrukket før prøvning; som følge deraf var det noget blødere og

20 sejere end 4140 chargerne, der er anført i det foregående).

EKSEMPEL 6

- Tyve stænger af 6150 fra charge G blev blødgødet under anvendelse af en ovn med valsearne. Ovnens austenitiserings-temperatur var 843°C, og cyklus var 16 timer.
- Derpå blev tyve stænger fra den samme charge blødgødet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen med en austenitiserings-temperatur på 816°C. Hver stang blev auste-
- 30

nitiseret i 34 sekunder, og den totale blødgldningstid var ca. 1 time. Tabel 9 viser de mekaniske egenskaber af stålet i den netop modtagne tilstand, ovnblødgldet stål og stål, der er blødgldet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen.

De to blødgldede charger blev derpå koldtrukket og rettet ud for at reproducere en type af en typisk kommerciel behandling. Egenskaberne i forbindelse med koldtrækningen og retningen er også angivet i tabel 9. I forbindelse med denne særlige kvalitet var det stål, der blev behandlet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen, lidt hårdere end det ovnblødgldede stål, men det var stadig mere duktilt. Denne overlegne duktilitet træder tydeligt frem både før og efter koldtrækning.

TABEL 9

MEKANISKE EGENSKABER AF 6150 - CHARGE G

Prøvestykke	Hårdhed (Bhn)	Brudstykke (Kg/cm ²)	Flydestyrke (Kg/cm ²)	EL (%)	RA (%)
6150 som modtaget	299	10617	7847	12,0	37,8
Ovnblødgldet stål	195	7087	3726	20,7	44,1
Blødgldet ved den foreliggende fremgangsmåde	225	7720	5709	25,5	66,4
Ovnblødgldet, koldtrukket, strakt	240	8465	6047	9,6	31,3
Blødgldet ved den foreliggende fremgangsmåde, koldtrukket, rettet	263	9204	7298	13,0	48,3

Mikrostrukturerne af det netop modtagne stål, det ovnblødgldede stål og det stål, der er blødgldet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen, er vist på henholdsvis fig. 14A, 14B og 14C. Det stål, der er blødgldet ved den foreliggende fremgangsmåde, har en finere carbidstruktur end ovnblødgldet stål. Charpy slagsejhedsprøvning blev også gennemført på de to blødgldede prøver, og resultaterne er vist på fig.

15.

De viste kurver er for 6150 efter koldtrækning. Også i dette tilfælde havde det stål, der er blødgødet under anvendelse af den foreliggende fremgangsmåde, en finere mikrostruktur, forbedret duktilitet og forbedret sejhed, i sammenligning med det ovnblødgødede stål.

EKSEMPEL 7

Adskillige stænger af 1144 fra charge H blev ovnblødgødet under anvendelse af en cyklus på fire timer. Austenitiseringstemperaturen var 843°C for ovnbehandlingen.

- 10 Derpå blev fem stænger fra den samme charge blødgødet under anvendelse af den foreliggende fremgangsmåde. Austenitiseringstemperaturen var 788°C, og blødgødningstiden for de fem stænger var 20 minutter. Hver stang blev austenitiseret i 30 sekunder.
- 15 Tabel 10 viser de mekaniske egenskaber af stålet, som det blev modtaget, det ovnblødgødede stål og det stål, der var blødgødet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen. I dette tilfælde var hårdheden af det stål, der var blødgødet ved fremgangsmåden ifølge opfindelsen, meget nær
- 20 hårdheden af det ovnblødgødede stål. Ligesom det var tilfældet ved de foregående eksempler, har det stål, der er blødgødet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen, overlegen duktilitet. Fig. 16A, 16B og 16C viser mikrostrukturen af dette stål i tre tilstande: i den netop
- 25 modtagne tilstand, ovnblødgødet og blødgødet ved fremgangsmåden ifølge opfindelsen.

TABEL 10

MEKANISKE EGENSKABER AF 1144 - CHARGE H

Prøvestykke	Hårdhed (Bhn)	Brudstyrke (Kg/cm ²)	Flydestyrke (Kg/cm ²)	EL (%)	RA (%)
5 Varmtvalset stål 1144 som modtaget	190	6961	4282	19,5	41,4
Ovnblødgødet	162	6293	3607	23,1	41,1
Blødgødet ved den fore- liggende fremgangsmåde	165	6265	4036	25,0	48,5

10

EKSEMPEL 8

Adskillige stænger af 86L20 fra charge I blev ovnblødgødet under anvendelse af en cyklus på fire timer. Austenitiseringsstemperaturen for ovnhærdningen var 885°C.

15

Derpå blev 15 stænger fra den samme charge blødgødet under anvendelse af processen ifølge opfindelsen. Den anvendte austenitiseringsstemperatur var 871°C, og hver stang blev austenitiseret i 31 sekunder. Den totale blødgødningscyklus var 47 minutter.

20

Tabel 11 viser de mekaniske egenskaber af stålet i den netop modtagne tilstand, det ovnblødgødte stål og det stål, der er blødgødet ved fremgangsmåden ifølge opfindelsen. For denne stål kvalitet er forbedringen hvad angår duktilitet for det stål, der er blødgødet ved hjælp af fremgangsmåden ifølge opfindelsen, relativt lille. Desuden var hårdheden

25

af det stål, der var blødgødet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen, ret høj. Grunden til disse forskelle fremgår klart af mikrofotografierne af strukturerne af denne charge af stål (fig. 17A, 17B og 17C). Kornstørrelsen af det stål, der var blødgødet under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen, er meget finere end kornstørrelsen af det ovnblødgødte stål. I et stål som 86L20 med

30

lavt carbonindhold er den fine kornstørrelse, der er et resultat af den nye blødgødningsproces, den dominerende

de faktor. Der er ikke tilstrækkeligt carbon i stålet til, at carbiderne kan spille en dominerende rolle, og kornstørrelseeffekten gør det stål, der er blødgjød under anvendelse af fremgangsmåden ifølge opfindelsen, noget hårde-

5 re end det ovnblødgjødte produkt. Som følge deraf opnåede man kun marginale forbedringer hvad angår duktilitet med den foreliggende fremgangsmåde.

TABEL 11

MEKANISKE EGENSKABER AF 86L20 - CHARGE I

10	Prøvestykke	Hårdhed (Bhn)	Brudstyrke (Kg/cm ²)	Flydestyrke (Kg/cm ²)	EL (%)	RA (%)
	86L20 som modtaget	172	5850	3748	25,2	62,4
	Ovnblødgjødte	141	5266	3480	29,7	62,1
15	Blødgjødte ved den foreliggende fremgangsmåde	160	5758	4226	30,0	65,2

De foregående eksempler viser, at den foreliggende blødgjødningssproces kan anvendes i forbindelse med mange forskellige carbon- og legeringsstål. Hver kvalitet, som blev under-

kastet en prøve, responderede på den foreliggende blødgjød-

20 ningsproces på omtrent den samme måde. For hver legering frembragtes en finere carbid-morfologi, der meddelte stålet en forbedret duktilitet, bearbejdningsevne og sejhed. Det er vigtigt at bemærke, at disse forbedrede egenskaber op-

nåedes uden noget styrketab eller tab af maskinbearbejd-

25 ningsevne. Denne kombination af forbedret duktilitet, bearbejdningsevne og sejhed uden noget tab af maskinbearbejdningsevne er et uventet fænomen. Når duktilitet og sejhed forøges ved et givet hårdhedsniveau, bliver maskin-

bearbejdningen sædvanligvis forringet. Den nye blødgjød-

30 ningsproces skaber dog en struktur, der ikke følger den generelle tendens.

Det vil være klart på basis af det foregående, at den foreliggende opfindelse tilvejebringer en betydelig forbed-

ring af blødgldningen af undereutektoidt stål. Den frembringer en forbederet energieffektivitet ved brugen af direkte elektrisk modstandsopvarmning og eliminerer samtidigt nødvendigheden af lange kontrollerede kølecykler af den art, 5 der har været krævet ved ovnblødgldningen af stålarter. Hertil kommer, at fremgangsmåden ifølge opfindelsen eliminerer nødvendigheden af beskyttende eller ikke-oxiderende atmosfærer af den art, der kræves i forbindelse med de ovnblødgldningsprocesser, der hidtil har været anvendt i forbindelse med kendt teknik. 10

P a t e n t k r a v:

1. Fremgangsmåde til blødgødning af et undereutektoidt stål med henblik på forbedring af duktilitet, formbarhed og sejhed, hvorved man

5 (a) tilvejebringer et emne af undereutektoidt stål,

(b) hurtigt opvarmer dette emne til en temperatur over den øvre transformationstemperatur for stålet, at man holder emnet på denne temperatur i et tidsrum, der er tilstrækkeligt til at frembringe transformation af ferrit til austenit og

10 (c) afkøler emnet,

k e n d e t e g n e t ved, at temperaturen i trin (b) opretholdes i et tidsrum, der er tilstrækkeligt til at opløse i det væsentlige hele mængden af carbider, men utilstrækkeligt til en fuldstændig opløsning af disse, således at der
15 i stålet efterlades en mindre mængde af uopløste, partikelformede carbider, der er tilstrækkelig til at carbiderne kan tjene som kerner for udfældningen af de øvre transformationsprodukter ved afkølingen.

2. Fremgangsmåde ifølge krav 1, k e n d e t e g n e t ved, at man kontrollerer fremgangsmåden sådan, at der frembringes en afbrydelse af afkølingen under udfældning af de øvre transformationsprodukter ved en temperatur over 593 °C.

3. Fremgangsmåde ifølge krav 1, k e n d e t e g n e t ved, at det undereutektoidt stål indeholder op til 0,7 vægt-%
25 carbon.

4. Fremgangsmåde ifølge krav 1, k e n d e t e g n e t ved, at stålet indeholder mellem 0,1 og 0,7 vægt-% carbon.

5. Fremgangsmåde ifølge krav 1, k e n d e t e g n e t ved, at stålet indeholder under 5 vægt-% af et legeringsgrundstof.
- 5 6. Fremgangsmåde ifølge krav 5, k e n d e t e g n e t ved, at legeringsgrundstoffet er valgt blandt chrom, molybdæn, nikkel, mangan og kombinationer deraf.
7. Fremgangsmåde ifølge krav 1, k e n d e t e g n e t ved, at stålet opvarmes til over den øvre transformationstemperatur i mindre end 10 minutter.
- 10 8. Fremgangsmåde ifølge krav 1, k e n d e t e g n e t ved, at stålet opvarmes ved direkte elektrisk modstandopvarmning.
9. Fremgangsmåde ifølge krav 1, k e n d e t e g n e t ved, at stålet foreligger i form af et emne, der har et gentagende tværsnit.
- 15 10. Fremgangsmåde ifølge krav 1, k e n d e t e g n e t ved, at opvarmningen af stålet finder sted i fravær af en indifferant atmosfære.
- 20 11. Fremgangsmåde ifølge krav 1, k e n d e t e g n e t ved, at det blødgødede stål indeholder perlit, ferrit og sfæroidale carbider.

OPVARMINGS- OG AFKØLINGSKURVER FOR 4142

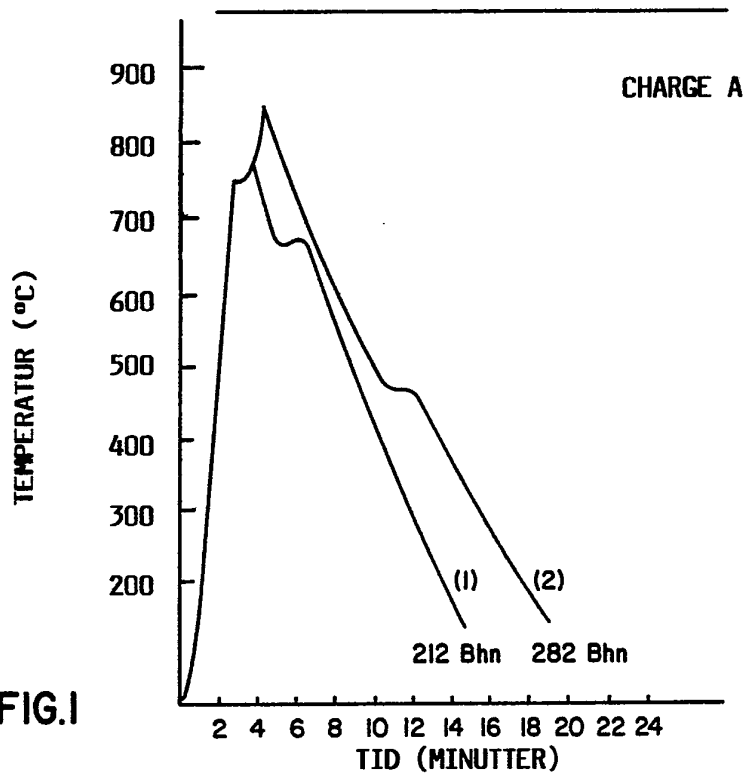


FIG.1

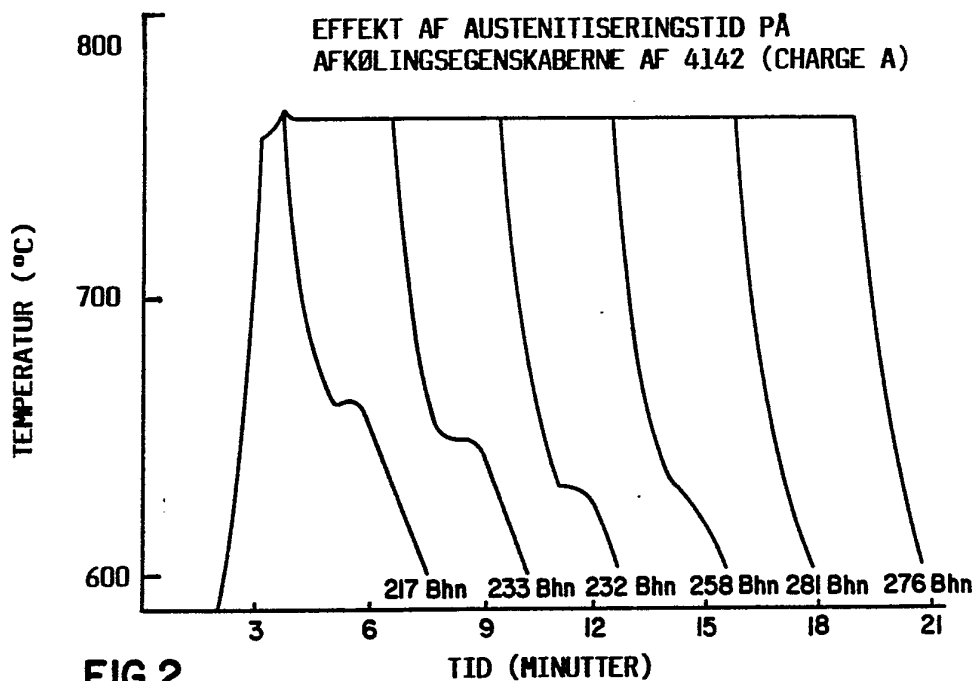
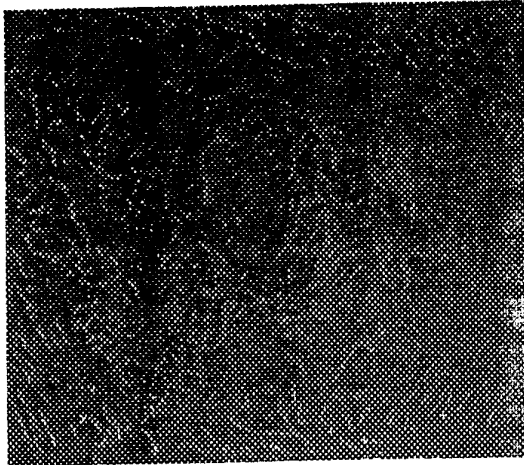
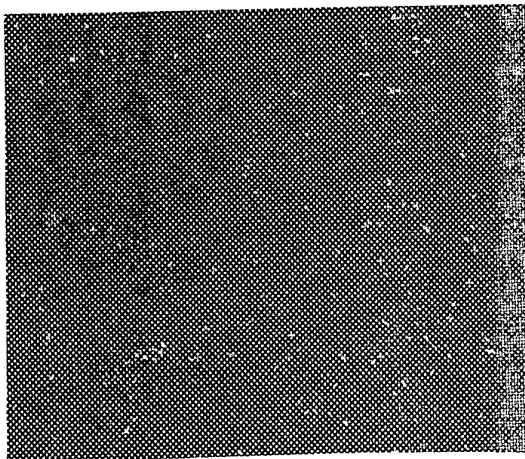


FIG.2



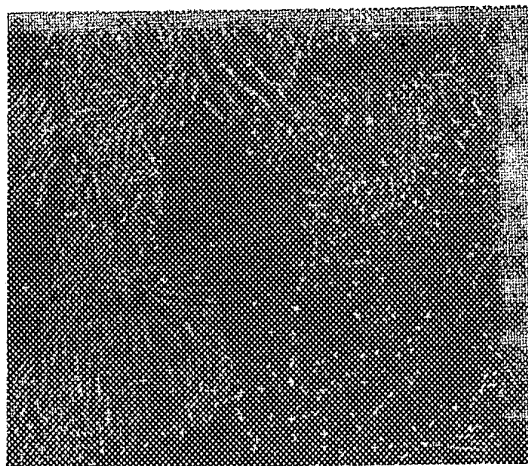
SOM MODTAGET 4142
SEM 5000X PICRAL
CHARGE A

FIG.3A



4142, OPVARMET TIL
768 °C OG AFKØLET
SEM 5000X PICRAL
CHARGE A

FIG.3B



4142 OPVARMET TIL
768 °C OG LUFTKØLET
SEM 5000X PICRAL
CHARGE A

FIG.3C

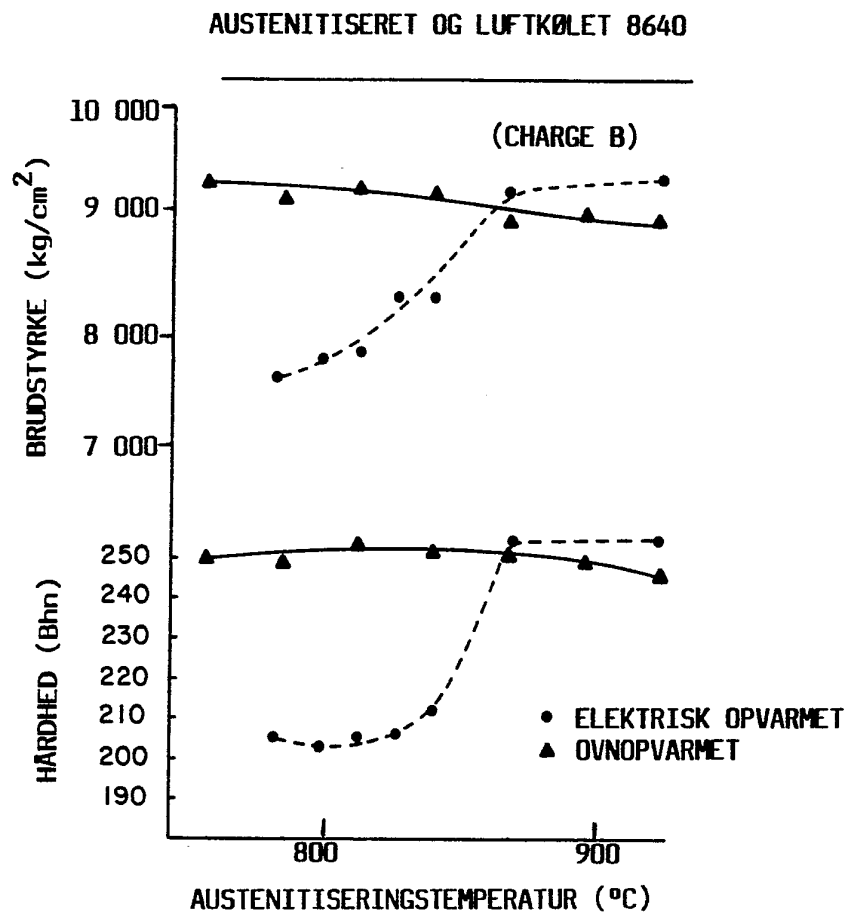


FIG. 4

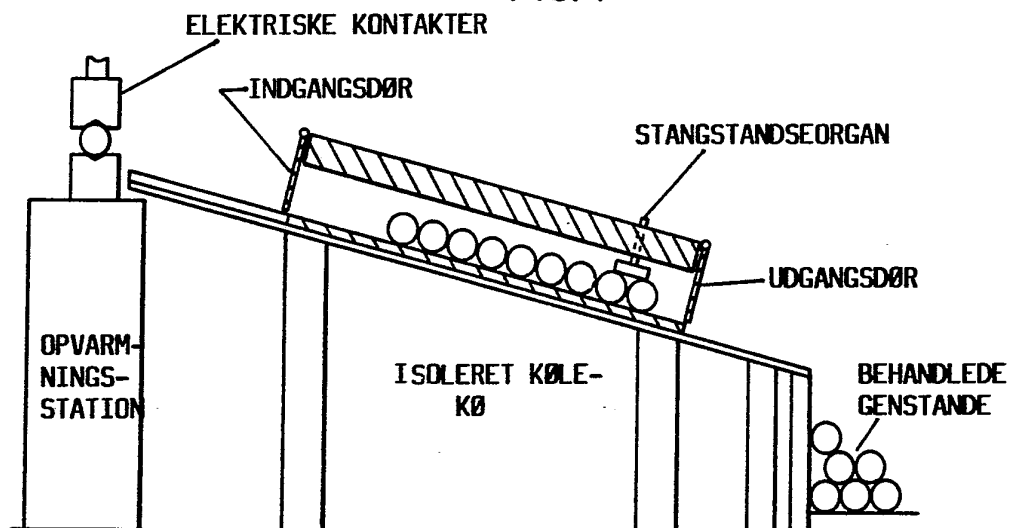
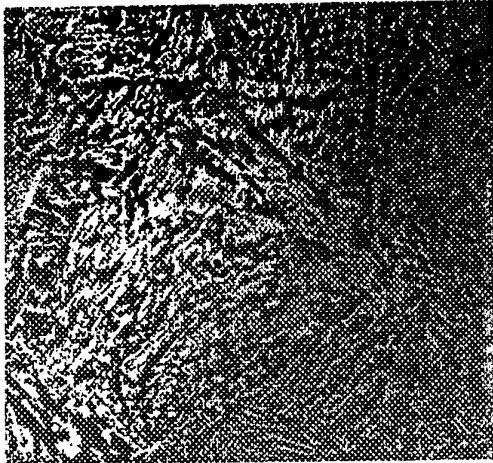
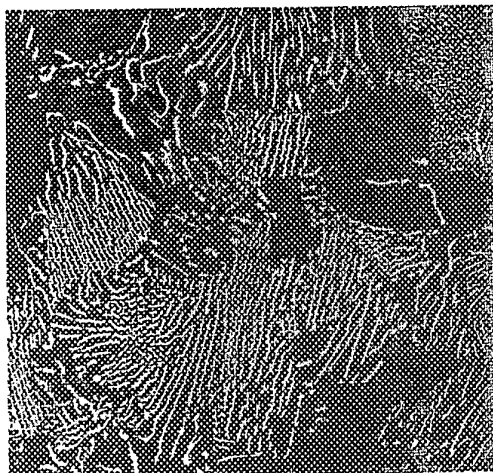


FIG. 5



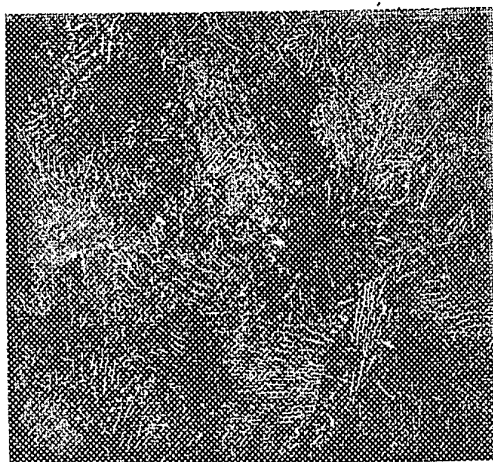
SOM MODTAGET 4140
SEM 2000X PICRAL
CHARGE C

FIG.6A



OVNBLØDGLØDET 4140
SEM 2000X PICRAL
CHARGE C

FIG.6B



4140 BLØDGLØDET
VED DEN NYE PROCES
SEM 2000X PICRAL
CHARGE C

FIG.6C

CHARPY SLAGSEJHEDSEGENSKABER AF BLØDGLØDET 4140
(CHARGE C)

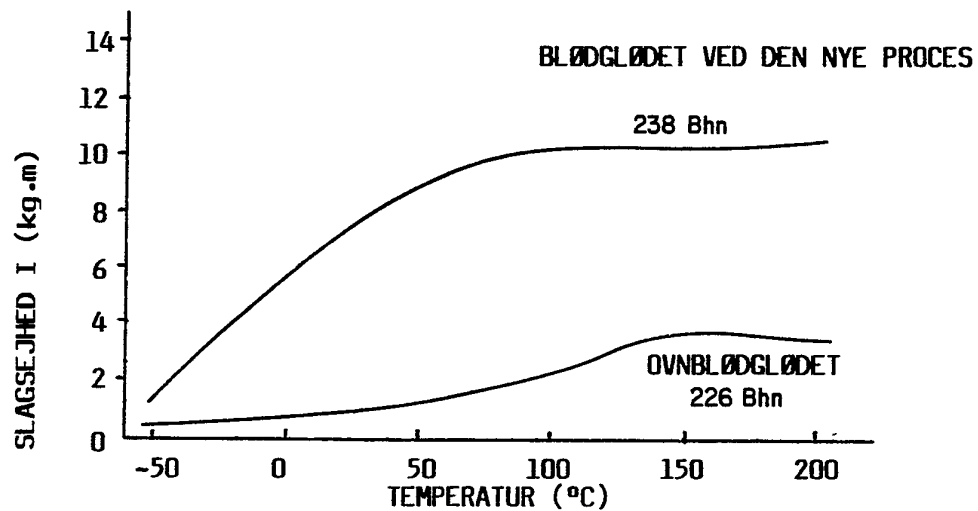


FIG. 7

SKRUEMASKINE MASKINBEARBEJDELIGHEDSPRØVE AF
BLØDGLØDET 4140 (CHARGE C)

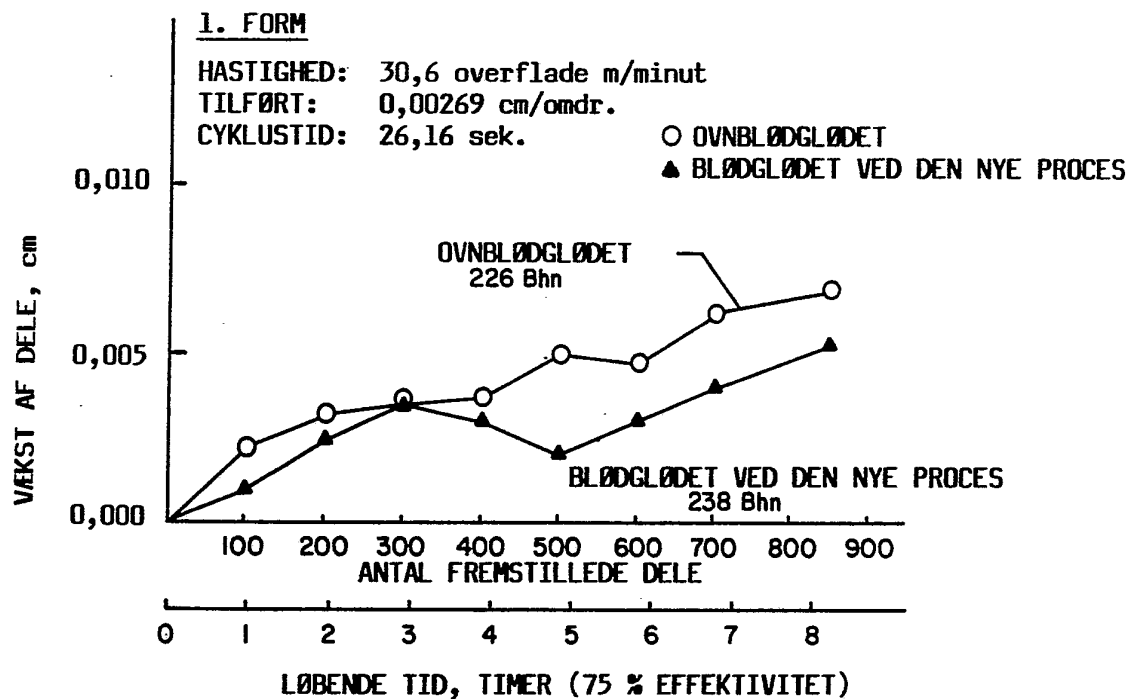
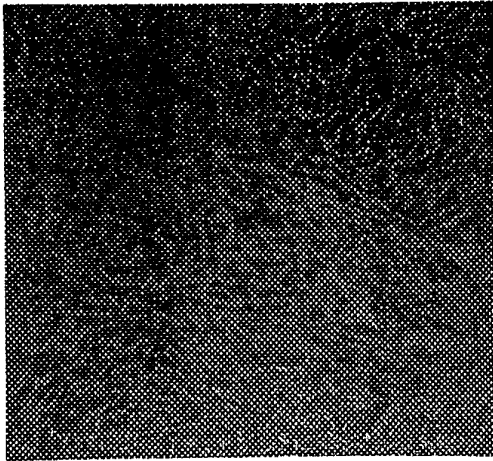
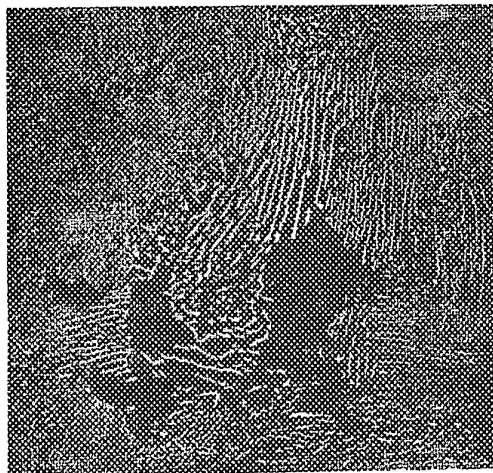


FIG. 8



SOM MODTAGET 4140
SEM 2000X PICRAL
CHARGE D

FIG.9A



OVNBLØDGLØDET 4140
SEM 2000X PICRAL
CHARGE D

FIG.9B



4140, BLØDGLØDET
VED DEN NYE PROCES
SEM 2000X PICRAL
CHARGE D

FIG.9C

CHARPY SLAGSEJHEDSEGENSKABER AF BLØDGLØDET 4140
(CHARGE D)

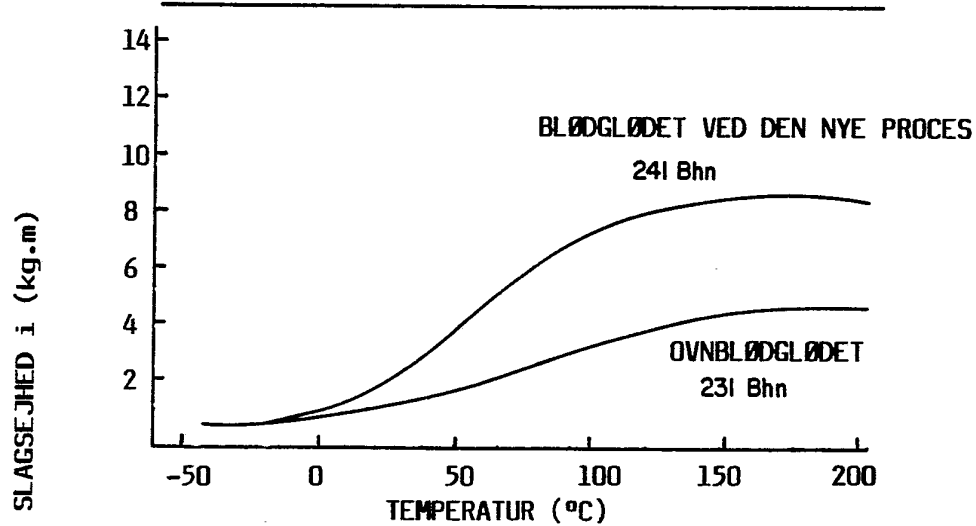


FIG.10

MODIFICERET TAYLOR-LIVSPRØVE AF BLØDGLØDET 4140 (CHARGE D)

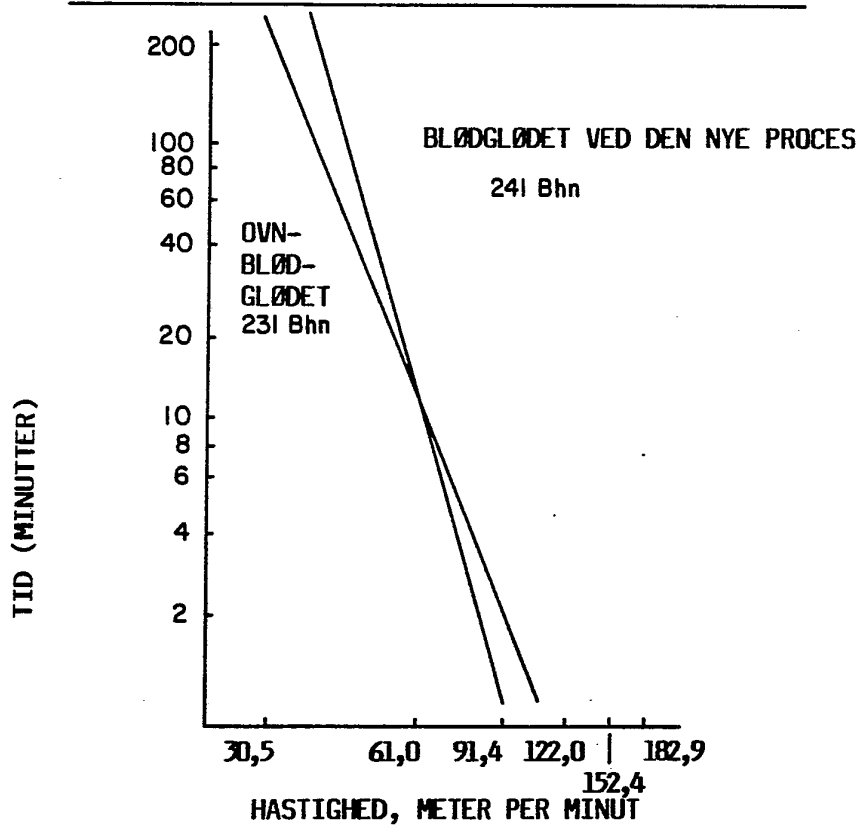
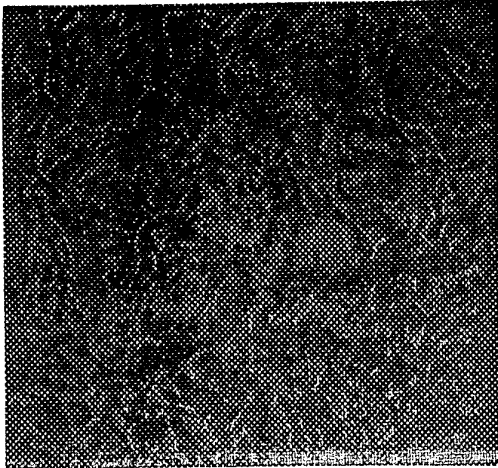
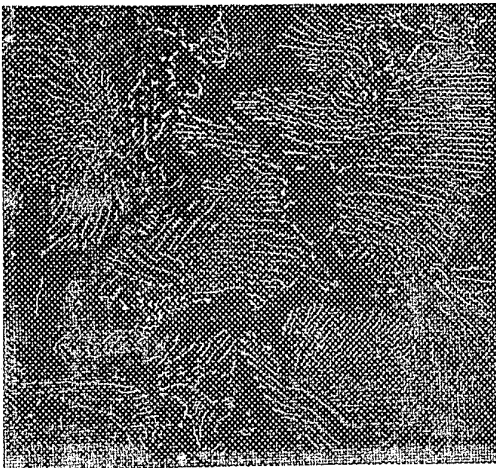


FIG.11



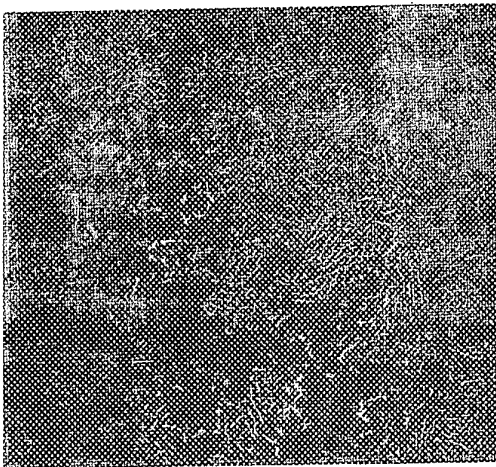
SOM MODTAGET 8640
SEM 2000X PICRAL
CHARGE B

FIG.12A



OVNBLØDGLØDET 8640
SEM 2000X PICRAL
CHARGE B

FIG.12B



8640 BLØDGLØDET
VED DEN NYE PROCES
SEM 2000X PICRAL
CHARGE B

FIG.12C

CHARPY SLAGSEJHEDSEGENSKABER AF BLØDGLØDET 8640 (CHARGE B)

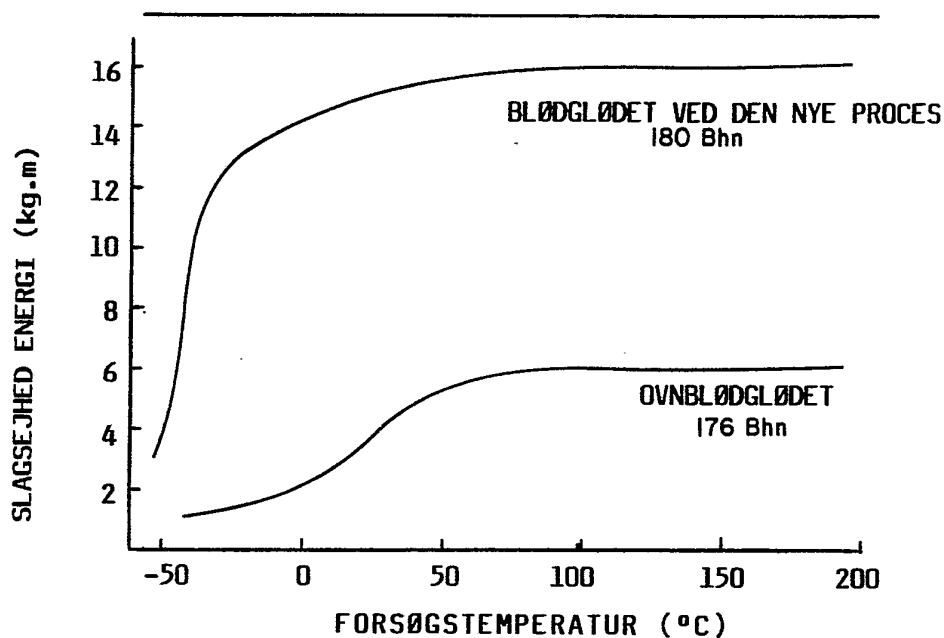


FIG.13

CHARPY SLAGSEJHEDSEGENSKABER AF BLØDGLØDET 6150 (CHARGE G)

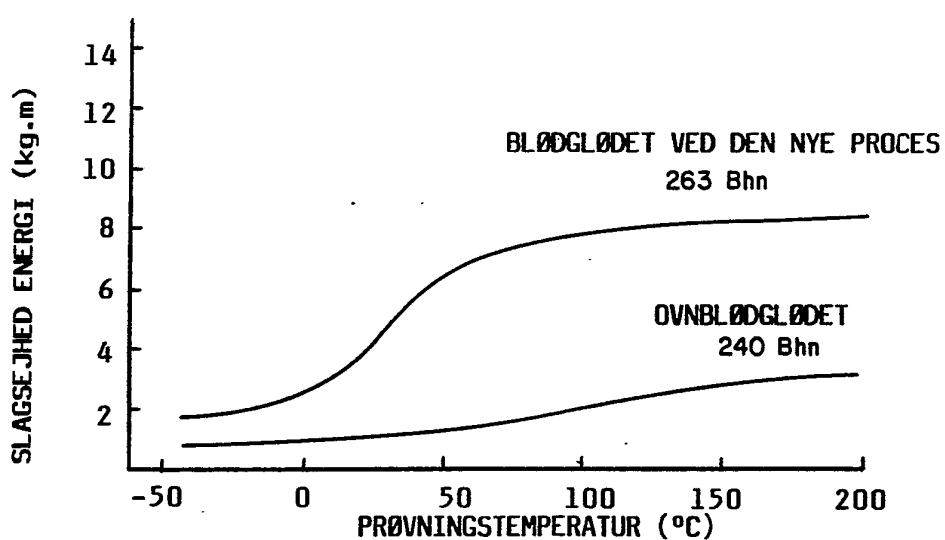
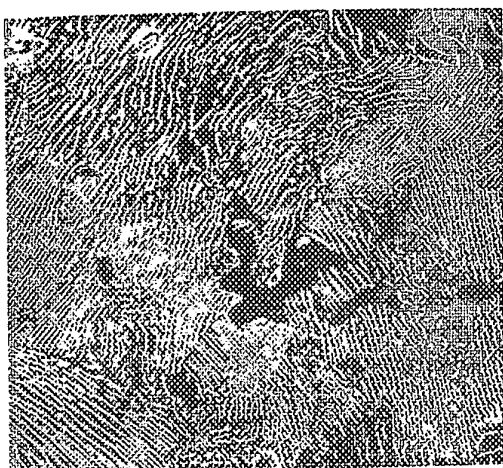


FIG.15



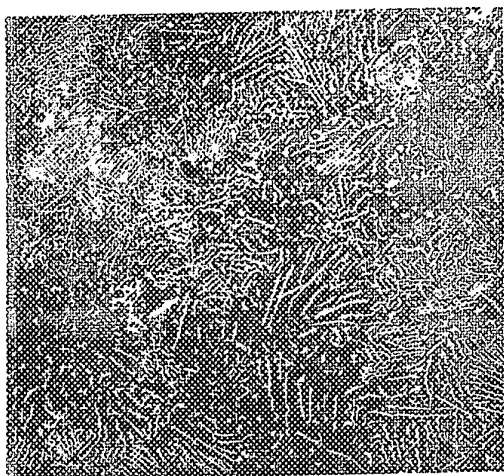
SOM MODTAGE 6150
SEM 2000X PICRAL
CHARGE G

FIG.14A



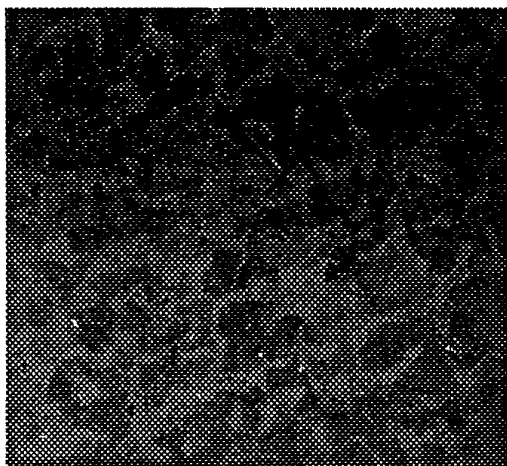
OVNBLØDGLØDET 6150
SEM 2000X PICRAL
CHARGE G

FIG.14B



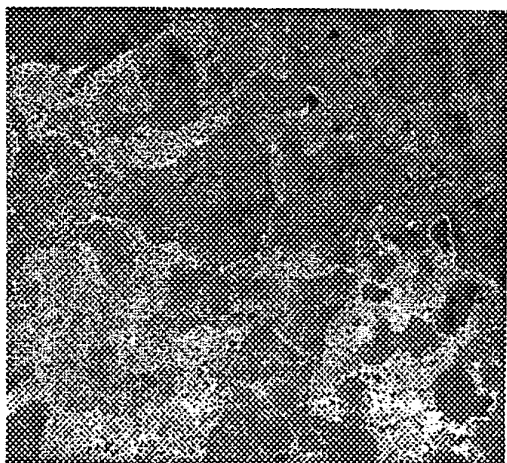
6150 BLØDGLØDET
VED DEN NYE PROCES
SEM 2000X PICRAL
CHARGE G

FIG.14C



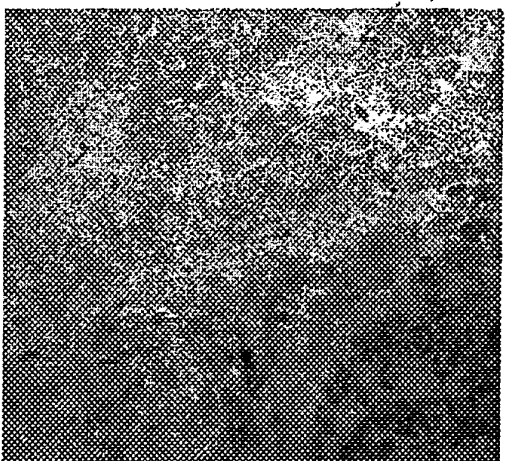
SOM MODTÆGET 1144
LIGHT METALLOGRAPH
500X PICRAL
CHARGE H

FIG.16A



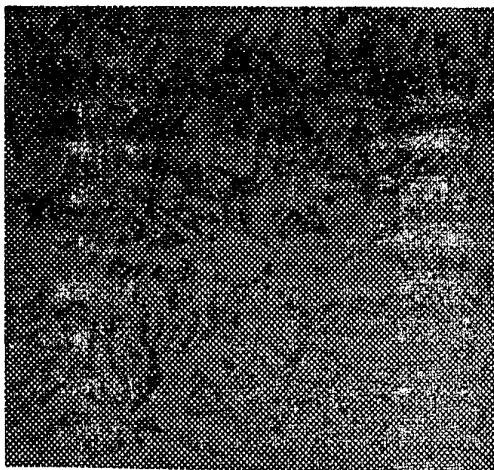
OVNBLØDGLØDET 1144
LIGHT METALLOGRAPH
500X PICRAL
CHARGE H

FIG.16B



1144 BLØDGLØDET
VED DEN NYE PROCES
LIGHT METALLOGRAPH
CHARGE H

FIG.16C



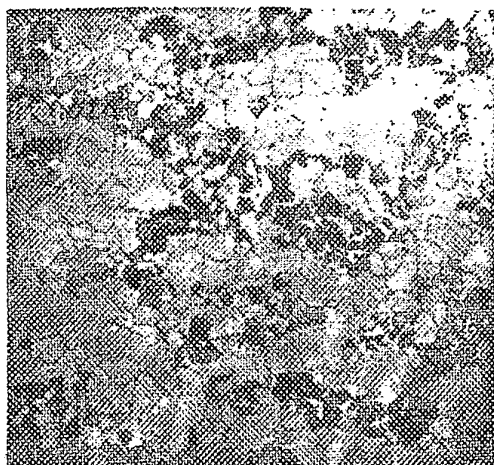
SOM MODTAGE 86L20
LIGHT METALLOGRAPH
500X PICRAL
CHARGE I

FIG.17A



OVNBLØDGLØDET 86L20
LIGHT METALLOGRAPH
500X PICRAL
CHARGE I

FIG.17 B



86L20 BLØDGLØDET
VED DEN NYE PROCES
LIGHT METALLOGRAPH
500X PICRAL
CHARGE I

FIG.17C